

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-288512

(43)Date of publication of application : 19.10.2001

(51)Int.Cl.

C21D 8/02

C22C 38/00

C22C 38/06

C22C 38/58

(21)Application number : 2000-103336

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 05.04.2000

(72)Inventor : HASEGAWA TOSHINAGA  
TOMITA YUKIO**(54) METHOD OF PRODUCING HIGH TENSILE STRENGTH STEEL EXCELLENT IN TOUGHNESS AND DUCTILITY****(57)Abstract:**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a method for producing high tensile strength steel having sufficient strength as steel for welding structures, also low in yield ratio and excellent in toughness and ductility so as to be excellent in ductile characteristics such as uniform elongation and further be excellent in low temperature toughness.

**SOLUTION:** The steel composition and DI value are optimized, further, the prestructure is refined by thermomechanical treatment or reheating treatment, and moreover, for properly dispersing a hard second layer capable of reducing the yield ratio and improving the uniform elongation without deteriorating its toughness, the same is subjected to heat treatment in such a manner that reheating is performed at the Ac1 transformation point +20° C to the Ac3 transformation +150° C, and after that, accelerated cooling in which accelerated cooling stopping temperature is 300 to 600° C, and also, the cooling rate is 1 to 100° C/s is performed.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号  
特開2001-288512  
(P2001-288512A)

(43)公開日 平成13年10月19日(2001. 10. 19)

(51)Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テ-マコト*(参考)
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	A 4 K 0 3 2
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
38/06		38/06	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 10 頁)

(21)出願番号 特願2000-103336(P2000-103336)

(22)出願日 平成12年4月5日(2000.4.5)

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 長谷川 俊永

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(72)発明者 富田 幸男

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(74)代理人 100068423

弁理士 矢野 知之 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法

(57)【要約】

【課題】 溶接構造用鋼としての十分な強度を有し、かつ降伏比が低く、一様伸び等の延性特性に優れるとともに、低温靱性にも優れた靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法を提供すること。

【解決手段】 鋼組成とD<sub>I</sub>値を適正化するとともに、加工熱処理あるいは再加熱処理によって前組織を微細化した上で、靱性を劣化させずに低降伏比化、一様伸び向上が可能な硬質第二層を適正分散させるために、A<sub>c1</sub>変態点+20℃以上、A<sub>c3</sub>変態点+150℃以下に再加熱した後、加速冷却停止温度が300～600℃で、かつ、冷却速度が1～100℃/sの加速冷却を行うことを特徴とする熱処理を施す。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C : 0.01~0.25%、Si : 0.01~1%、Mn : 0.1~3%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.001~0.1%、N : 0.001~0.01%を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、かつ、(1)式で示す理想焼入臨界直径( $D_I$  値)が0.5~30である鋼片を、 $A_{c_3}$  変態点~1300℃に加熱

$$D_I = 0.5 \cdot (C\%)^{1/2} \cdot (1 + 0.64 \cdot Si\%) \cdot (1 + 4.10 \cdot Mn\%) \cdot (1 + 0.27 \cdot Cu\%) \cdot (1 + 0.52 \cdot Ni\%) \cdot (1 + 2.33 \cdot Cr\%) \cdot (1 + 3.14 \cdot Mo\%) \cdot (1 + 1.50 \cdot W\%) \cdots (1)$$

【請求項2】 熱間圧延後、650℃以上から開始し、600℃以下で終了する冷却速度が1~100℃/sの加速冷却を行った後に再加熱することを特徴とする、請求項1に記載の、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

【請求項3】 重量%で、C : 0.01~0.25%、Si : 0.01~1%、Mn : 0.1~3%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.001~0.1%、N : 0.002~0.01%

$$D_I = 0.5 \cdot (C\%)^{1/2} \cdot (1 + 0.64 \cdot Si\%) \cdot (1 + 4.10 \cdot Mn\%) \cdot (1 + 0.27 \cdot Cu\%) \cdot (1 + 0.52 \cdot Ni\%) \cdot (1 + 2.33 \cdot Cr\%) \cdot (1 + 3.14 \cdot Mo\%) \cdot (1 + 1.50 \cdot W\%) \cdots (1)$$

【請求項4】 重量%で、C : 0.01~0.25%、Si : 0.01~1%、Mn : 0.1~3%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.001~0.1%、N : 0.002~0.01%を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、かつ、(1)式で示す理想焼入臨界直径( $D_I$  値)が0.5~30である鋼片を熱間圧延後、加熱温度が $A_{c_3}$  変態点

$$D_I = 0.5 \cdot (C\%)^{1/2} \cdot (1 + 0.64 \cdot Si\%) \cdot (1 + 4.10 \cdot Mn\%) \cdot (1 + 0.27 \cdot Cu\%) \cdot (1 + 0.52 \cdot Ni\%) \cdot (1 + 2.33 \cdot Cr\%) \cdot (1 + 3.14 \cdot Mo\%) \cdot (1 + 1.50 \cdot W\%) \cdots (1)$$

【請求項5】 鋼片が重量%で、Ni : 0.1~6%、Cu : 0.05~1.5%、Cr : 0.05~2%、Mo : 0.1~2%、W : 0.2~4%、V : 0.005~0.5%、Ti : 0.003~0.1%、Nb : 0.005~0.5%、Ta : 0.01~0.5%、Zr : 0.005~0.1%、B : 0.0002~0.005%、の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする、請求項1~4のいずれかに記載の、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

【請求項6】 鋼片が重量%で、Y : 0.001~0.1%、Ca : 0.0005~0.01%、Mg : 0.0001~0.01%、REM : 0.005~0.1%、のうち1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする請求項1~5のいずれかに記載の、靱性

後、開始温度が950℃以下、終了温度が700℃以上で、累積圧下率が30~95%の圧延を含む熱間圧延後、 $A_{c_1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c_3}$  変態点+150℃以下に再加熱した後、加速冷却停止温度が300~600℃で、かつ、冷却速度が1~100℃/sの加速冷却を行うことを特徴とする、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、かつ、(1)式で示す理想焼入臨界直径( $D_I$  値)が0.5~30である鋼片を熱間圧延後、加熱温度が $A_{c_3}$  変態点以上、 $A_{c_3}$  変態点+250以下の焼きならしを施し、その後、 $A_{c_1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c_3}$  変態点+150℃以下に再加熱した後、加速冷却停止温度が300~600℃で、かつ、冷却速度が1~100℃/sの加速冷却を行うことを特徴とする、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

以上、 $A_{c_3}$  変態点+250以下で、冷却速度が1~100℃/sの焼入れを施し、その後、 $A_{c_1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c_3}$  変態点+150℃以下に再加熱した後、加速冷却停止温度が300~600℃で、かつ、冷却速度が1~100℃/sの加速冷却を行うことを特徴とする、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

【請求項7】 熱間圧延に先立って、1150~1300℃で2h~48h保持する溶体化処理を施すことを特徴とする請求項1~6のいずれかに記載の、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は溶接構造用鋼としての十分な強度を有し、かつ降伏比が低く、一様伸び等の延性特性に優れるとともに、低温靱性にも優れた靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法に関するものである。この方法で製造した鋼は、例えば、海洋構造物、圧力容器、造船、橋梁、建築物、ラインパイプなどの溶接鋼構造物一般に用いることができるが、低降伏比、高延性と

靱性とが両立できることから、特に耐震性を必要とする建築、橋梁等の構造物用鋼材として有用である。また、鋼材の形態としては特に問わないが、構造部材として用いられ、低温靱性が要求される鋼板、特に厚板、鋼管素材、あるいは形鋼で特に有用である。

#### 【0002】

【従来の技術】降伏比（降伏応力／引張強度）の低下、延性特性、特に一様伸びの向上には軟質相のフェライト（ $\alpha$ ）に適量の、マルテンサイト相等の硬質相を分散させることが有効であることが知られている。この軟質 $\alpha$ と硬質相からなる二相鋼の製造方法は、従来から種々提案されているが、焼入れと焼戻し熱処理の間にフェライト（ $\alpha$ ）＋オーステナイト（ $\gamma$ ）二相域に加熱する中間熱処理を施す方法（以降、QLT処理）に代表されるように、基本的には軟質相としての $\alpha$ と硬質相としてのベイナイトあるいはマルテンサイトを混在させることを目的としている。

【0003】そして、全体の強度レベル及び降伏比、延性特性はこれらの相の混在比率を変えることによって制御されてきた。この軟質相と硬質相の混合組織を得るための製造方法は従来から種々提案されており、例えば、特開昭53-23817号公報には鋼板を再加熱焼入れた後、 $A_{c1}$  変態点と $A_{c3}$  変態点の間に再加熱して $\gamma$ と $\alpha$ の二相としてから空冷する方法が示されており、また、特開平4-314824号公報には同様に二相域に再加熱した後、焼入れる方法が開示されている。また、再加熱処理を施さずにオンラインで製造する方法としては、例えば、特開昭63-286517号公報には $\gamma$ 域から二相域にかけて熱間圧延を施した後、 $A_{r3}$  変態点より20～100℃低い温度まで空冷して $\alpha$ 相を生成させ、その後、急冷する方法が開示されている。

【0004】再加熱焼入れた後、さらに $A_{c1}$  変態点と $A_{c3}$  変態点の間に再加熱して $\gamma$ と $\alpha$ の二相としてから空冷または水冷する二相域熱処理を包含するQLT処理は組織制御が比較的容易であるが、二相域熱処理までは靱性が極端に劣化するため、さらに $A_{c1}$  変態点未満で焼戻し処理を施すことが必須となる。このため、QLT処理は工程が複雑であり、生産性の低下が大きな問題となる。また、 $A_{c1}$  変態点未満で焼戻し処理を施すと、硬質相の強度低下と $\alpha$ 母相での析出強化のために、低降伏比化の程度が制限される上、二相域熱処理で得られた高い一様伸びがむしろ劣化する。

#### 【0005】

$$D_I = 0.5 \cdot (C\%)^{1/2} \cdot (1 + 0.64 \cdot Si\%) \cdot (1 + 4.10 \cdot Mn\%) \cdot (1 + 0.27 \cdot Cu\%) \cdot (1 + 0.52 \cdot Ni\%) \cdot (1 + 2.33 \cdot Cr\%) \cdot (1 + 3.14 \cdot Mo\%) \cdot (1 + 1.50 \cdot W\%) \cdot \dots \cdot (1)$$

(2) 熱間圧延後、650℃以上から開始し、600℃以下で終了する冷却速度が1～100℃/sの加速冷却を行った後に再加熱することを特徴とする、前記(1)

【発明が解決しようとする課題】二相域熱処理に相当する、軟質相と硬質相とを分散させる熱処理工程において靱性劣化が抑制でき、 $A_{c1}$  変態点未満での焼戻しを省略できれば、生産性向上、特性向上（降伏比、一様伸び）とが同時に達成可能となることは明白であり、本発明では、二相域熱処理を包含する、再加熱処理法により製造される低降伏比、高延性鋼において靱性を確保するための手段を提供することを課題とする。

#### 【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、従来のQLT処理において、二相域熱処理まで靱性が劣化する機構を詳細に検討し、硬質相の組織を靱性に悪影響が小さく、かつ強度低下の小さい、低温変態ベイナイト主体組織にすることが靱性確保に重要であることを見出した。ただし、構造用鋼としての引張強度を達成できる化学組成において、低降伏比、延性特性を確保するためには、硬質相に比べて軟質相である $\alpha$ 相の割合を比較的高める必要があるが、そのような組織割合とするための二相域熱処理条件では、加熱段階での逆変態 $\gamma$ 相中のC濃化が著しいために、該 $\gamma$ 相の焼入性は平均化学組成から考えられるよりも非常に高くなっており、均一に低温変態ベイナイト相とすることは容易でないことから、本発明者らは、再加熱処理法を基本とした新たな製造方法を検討し、広い化学組成範囲において、第二相を靱性の良好なベイナイト相として、靱性を損ねることなく、低降伏比、高一様伸びを達成できる、下記に示す新たな手段を見だし、本発明を完成させたもので、その要旨とするところは以下の通りである。

【0007】(1) 重量％で、C : 0.01～0.25％、Si : 0.01～1％、Mn : 0.1～3％、P : 0.02％以下、S : 0.01％以下、Al : 0.001～0.1％、N : 0.001～0.01％を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、かつ、(1)式で示す理想焼入臨界直径（ $D_I$  値）が0.5～30である鋼片を、 $A_{c3}$  変態点～1300℃に加熱後、開始温度が950℃以下、終了温度が700℃以上で、累積圧下率が30～95％の圧延を含む熱間圧延後、 $A_{c1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c3}$  変態点+150℃以下に再加熱した後、加速冷却停止温度が300～600℃で、かつ、冷却速度が1～100℃/sの加速冷却を行うことを特徴とする、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

に記載の、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

【0008】(3) 重量％で、C : 0.01～0.25％、Si : 0.01～1％、Mn : 0.1～3％、P

: 0.02%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.001~0.1%、N : 0.002~0.01%を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、かつ、(1)式で示す理想焼入臨界直径( $D_I$  値)が0.5~30である鋼片を熱間圧延後、加熱温度が $A_{c_3}$  変態点以上、 $A_{c_3}$  変態点+250以下の焼きならしを施し、

$$D_I = 0.5 \cdot (C\%)^{1/2} \cdot (1 + 0.64 \cdot Si\%) \cdot (1 + 4.10 \cdot Mn\%) \cdot (1 + 0.27 \cdot Cu\%) \cdot (1 + 0.52 \cdot Ni\%) \cdot (1 + 2.33 \cdot Cr\%) \cdot (1 + 3.14 \cdot Mo\%) \cdot (1 + 1.50 \cdot W\%) \dots (1)$$

【0009】(4) 重量%で、C : 0.01~0.25%、Si : 0.01~1%、Mn : 0.1~3%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、Al : 0.001~0.1%、N : 0.002~0.01%を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、かつ、(1)式で示す理想焼入臨界直径( $D_I$  値)が0.5~30である鋼片を熱間圧延後、加熱温度が $A_{c_3}$  変態点

$$D_I = 0.5 \cdot (C\%)^{1/2} \cdot (1 + 0.64 \cdot Si\%) \cdot (1 + 4.10 \cdot Mn\%) \cdot (1 + 0.27 \cdot Cu\%) \cdot (1 + 0.52 \cdot Ni\%) \cdot (1 + 2.33 \cdot Cr\%) \cdot (1 + 3.14 \cdot Mo\%) \cdot (1 + 1.50 \cdot W\%) \dots (1)$$

【0010】(5) 鋼片が重量%で、Ni : 0.1~6%、Cu : 0.05~1.5%、Cr : 0.05~2%、Mo : 0.1~2%、W : 0.2~4%、V : 0.005~0.5%、Ti : 0.003~0.1%、Nb : 0.005~0.5%、Ta : 0.01~0.5%、Zr : 0.005~0.1%、B : 0.0002~0.005%、の1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする、前記(1)~(4)のいずれかに記載の、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

(6) 鋼片が重量%で、Y : 0.001~0.1%、Ca : 0.0005~0.01%、Mg : 0.0001~0.01%、REM : 0.005~0.1%、のうち1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする前記(1)~(5)のいずれかに記載の、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

(7) 熱間圧延に先立って、1150~1300℃で2h~48h保持する溶体化処理を施すことを特徴とする前記(1)~(6)のいずれかに記載の、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

#### 【0011】

【発明の実施の形態】高延性、特に一様伸びの向上を図ることを目的として、硬さの大きく異なる軟質相と硬質相とを分散させた組織を熱処理によって製造する際の靱性劣化要因と改善指針とを実験的に詳細に検討した結果、二相域処理の加熱段階で形成される逆変態オーステナイトとその他の未変態組織とがともに微細で、かつ、二相域熱処理の冷却中に生じる組織形態が特定の場合において、低降伏比化、高延性(一様伸び、破断伸び)、靱性とがともに改善されることが知見された。すなわ

その後、 $A_{c_1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c_3}$  変態点+150℃以下に再加熱した後、加速冷却停止温度が300~600℃で、かつ、冷却速度が1~100℃/sの加速冷却を行うことを特徴とする、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

以上、 $A_{c_3}$  変態点+250以下で、冷却速度が1~100℃/sの焼入れを施し、その後、 $A_{c_1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c_3}$  変態点+150℃以下に再加熱した後、加速冷却停止温度が300~600℃で、かつ、冷却速度が1~100℃/sの加速冷却を行うことを特徴とする、靱性と延性に優れた高張力鋼の製造方法。

ち、後述するように、化学組成を適正化した上で、二相域熱処理前の鋼材組織を、加工熱処理あるいは再加熱処理において微細化した上で、さらに軟質相中に硬質相を分散させる熱処理を施すこと、及び、該熱処理において、冷却段階の熱履歴を制御することにより、硬質相の組織を低温変態ベイナイト主体組織とすることで、低降伏比化、高延性(一様伸び、破断伸び)、及び靱性の改善が同時に達成される。

【0012】具体的には、

①鋼片を $A_{c_3}$  変態点~1300℃に加熱後、開始温度が950℃以下、終了温度が700℃以上で、累積圧下率が30~95%の圧延を含む熱間圧延を行い、必要に応じて、熱間圧延後の冷却を、650℃以上から開始し、600℃以下で終了する冷却速度が1~100℃/sの加速冷却を行うか、

②あるいは、鋼片を熱間圧延後、加熱温度が $A_{c_3}$  変態点以上、 $A_{c_3}$  変態点+250℃以下で、焼きならしを施すか、あるいは、冷却速度が1~100℃/sの焼入れを施して、前組織を適正に微細化した上で、さらに、「 $A_{c_1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c_3}$  変態点+150℃以下に再加熱した後、加速冷却停止温度が300~600℃で、かつ、冷却速度が1~100℃/sの加速冷却を行う」、ことが本発明の製造方法に関する要件となる。

【0013】以下、上記製造方法の限定理由を先ず述べ、後に化学組成の限定理由を述べる。先ず、上記①または②の方法によって初期組織を微細化する必要がある。①の方法は加工熱処理による方法であり、②の方法は再加熱処理による方法である。

【0014】①の加工熱処理によって初期組織微細化を図る場合、熱間圧延に先立つ鋼片の加熱温度は $A_{c_3}$ 変態点以上、 $1300^{\circ}\text{C}$ 以下とする。これは、加熱温度が $A_{c_3}$ 変態点未満であると、組織が不均一となり、また析出強化元素の溶体化も不十分となるため、強度・韌性の劣化が生じる恐れがある。一方、加熱温度が $1300^{\circ}\text{C}$ 超であると、加熱オーステナイト粒径が粗大となって熱間圧延を施しても前組織の微細化が不十分となり、また鋼片表面状態の劣化が生じるため好ましくない。

【0015】鋼片を $A_{c_3}$ 変態点 $\sim 1300^{\circ}\text{C}$ に加熱後、開始温度が $950^{\circ}\text{C}$ 以下、終了温度が $700^{\circ}\text{C}$ 以上で、累積圧下率が $30\sim 95\%$ の圧延を含む熱間圧延を行う必要がある。これは、変態前のオーステナイト粒径を微細化し、かつ、該オーステナイトに加工歪を導入することで変態組織を微細化するためである。圧延の開始温度が $950^{\circ}\text{C}$ 超では、オーステナイトが再結晶した上、微細化が不十分となり、逆に終了温度が $700^{\circ}\text{C}$ 未満では、加工中にフェライトが生成して粗大な不均一組織となるため、好ましくない。また、該温度域での圧延の累積圧下率は加工の効果が明確となるために、 $30\%$ 以上必要である。圧下率は大きいほど組織微細化に有効であるが、圧下率が $90\%$ 超では圧延の効果が飽和するためと、鋼材の形状に悪影響があることから、本発明では圧下率の上限を $90\%$ とする。なお、開始温度が $950^{\circ}\text{C}$ 以下、終了温度が $700^{\circ}\text{C}$ 以上で、累積圧下率が $30\sim 95\%$ の圧延を含んでいれば、該圧延前の板厚調整等のために、 $950^{\circ}\text{C}$ 超での再結晶域での圧延を行うことに問題はない。

【0016】上記熱間圧延後の冷却は放冷でも加速冷却でも構わないが、より組織を微細化して強度・韌性を向上させるためには、加速冷却の方が好ましい。加速冷却を行う場合は、冷却速度を $1\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の範囲とし、該加速冷却の開始温度は $650^{\circ}\text{C}$ 以上、終了温度は $600^{\circ}\text{C}$ 以下とする必要がある。

【0017】冷却速度を $1\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の範囲に限定するのは、 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、加速冷却による組織微細化効果が十分発現されないためであり、 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超では、加速冷却の効果が飽和する一方で、残留応力の増加や鋼板形状の悪化等、悪影響が生じる懸念があるためである。また、該加速冷却の開始温度を $650^{\circ}\text{C}$ 以上とするのは、開始温度が $650^{\circ}\text{C}$ 未満であると、加速冷却前に変態が開始して、加速冷却の効果が不十分となるためであり、一方、終了温度が $600^{\circ}\text{C}$ 以下とする必要があるのは、終了温度が $600^{\circ}\text{C}$ 超であると、加速冷却を終了した段階では未変態の割合が過大で、やはり加速冷却の効果が十分発現されないためである。なお、加速冷却条件が本発明を満足していれば、その手段は問わない。すなわち、水冷以外に油冷、その他冷媒等によって冷却しても効果は異ならない。

【0018】次に、②の再加熱処理によって初期組織微

細化を図る場合の限定条件を説明する。なお、②の再加熱処理によって初期組織微細化を図る場合、熱間圧延は形状調整のみを目的とすればよく、加工熱処理のように圧延温度、圧下率等を特に限定する必要はない。

【0019】再加熱処理による初期組織微細化は、熱間圧延等で所望の形状に調整した後に、焼きならしあるいは焼入れによって行う。焼きならしによる場合、加熱温度が $A_{c_3}$ 変態点以上、 $A_{c_3}$ 変態点 $+250^{\circ}\text{C}$ 以下に再加熱した後に放冷する。焼きならしの再加熱温度を $A_{c_3}$ 変態点以上、 $A_{c_3}$ 変態点 $+250^{\circ}\text{C}$ 以下に限定するのは、再加熱温度が $A_{c_3}$ 変態点未満であると、未変態の組織が残存し、微細化が不十分となるためであり、一方、 $A_{c_3}$ 変態点 $+250^{\circ}\text{C}$ 超では加熱オーステナイト粒径が粗大となって変態組織の微細化が保証されないためである。

【0020】再加熱後、水冷等によって加速冷却を行う焼入れは、再加熱後放冷する場合よりも、同一板厚では冷却速度を大きくできるため、組織微細化に対してより好ましい手段である。焼入れによって初期組織微細化を図る場合、再加熱温度は焼きならしと同じ理由により、 $A_{c_3}$ 変態点以上、 $A_{c_3}$ 変態点 $+250^{\circ}\text{C}$ 以下に限定する。再加熱後の冷却は水冷等によって加速冷却するが、本発明においては、焼入れ条件を冷却速度によって限定する。すなわち、本発明においては冷却速度を $1\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ に限定する。これは、冷却速度が $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では加速冷却による組織微細化効果が十分でなく、焼入れを施す意味がないためであり、一方、冷却速度は大きいほど組織微細化効果は大きい、 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超では組織微細化効果が飽和するためと、工業的に実現することが容易でなくなるためである。なお、焼入れの冷却速度が本発明の範囲内であれば、その手段は問わない。すなわち、水冷以外に油冷、その他冷媒等によって冷却しても効果は異ならない。

【0021】以上の、①②の方法によって初期組織の微細化を図った上で、 $A_{c_1}$ 変態点 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上、 $A_{c_3}$ 変態点 $+150^{\circ}\text{C}$ 以下に再加熱した後、加速冷却停止温度が $300\sim 600^{\circ}\text{C}$ で、かつ、冷却速度が $1\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の加速冷却を行うことを特徴とする熱処理を施す。本熱処理が本発明の目的とする特性を発現させるために最も重要な要件となる。すなわち、本熱処理によって、韌性劣化の少ない微細な低温変態ベイナイト相を硬質相として分散させることが可能となり、降伏比が低く、一様伸び等の延性特性と低温韌性がともに優れた高張力鋼を製造することが可能となる。

【0022】本熱処理における再加熱温度は $A_{c_1}$ 変態点 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上、 $A_{c_3}$ 変態点 $+150^{\circ}\text{C}$ 以下に限定する必要がある。これは、硬質相を生成するためには加熱段階で逆変態オーステナイト相を一定量以上形成させる必要があるため、 $A_{c_1}$ 変態点 $+20^{\circ}\text{C}$ 未満の再加熱温度では逆変態オーステナイトが生成されないか、生成さ

れてもその量が少ないため、最終的な硬質相の割合も少なく、強度確保、強度-延性バランス向上が望めない。また、 $A_{c_3}$  変態点+150℃超の再加熱温度では、加熱前初期組織を上記の①または②の方法により微細化していても加熱オーステナイト粒径が粗大となり、生成される硬質相が粗大となって韌性を阻害するため、好ましくない。従って、本発明では硬質第二相を形成される熱処理における再加熱温度を $A_{c_1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c_3}$  変態点+150℃以下に限定する。

【0023】 $A_{c_1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c_3}$  変態点+150℃以下に再加熱した後、変態によって低温変態ベイナイト主体組織を形成させるために、加速冷却プロセスを施すが、該加速冷却の条件としては、冷却速度を1~100℃/s、加速冷却停止温度を300~600℃とする必要がある。本発明が目的としている韌性、延性を両立させる低温変態ベイナイト主体の硬質第二相を形成させるには、後述するように化学組成を適正化して、一定以上の焼入性を確保した上で、加速冷却する必要がある。該加速冷却速度が1℃/s未満ではフェライトや韌性に好ましくない粗大な上部ベイナイトを生成する恐れがある。また、冷却速度は大きいほど組織微細化効果は大きい、100℃/s超では組織微細化効果が飽和するためと、工業的に実現することが容易でなく

$$U-E1 (\%) \leq 20 - 0.017 \cdot T.S (\text{MPa}) \quad \dots \dots (2)$$

上記(2)式で表されるレベルであるのに対して、本発明によれば、(3)式で表される一様伸びが達成され

$$U-E1 (\%) \geq 24 - 0.017 \cdot T.S (\text{MPa}) \quad \dots \dots (3)$$

【0026】本発明によれば、上記(3)式の一様伸びレベルが達成され、かつ降伏比(降伏応力/引張強度)を80%以下にできるとともに、後続の焼戻し処理を施さなくとも、韌性を、2mmVノッチシャルピー衝撃試験の破面遷移温度で-40℃以下と良好にすることが可能である。

$$U-E1 (\%) \geq 27 - 0.017 \cdot T.S (\text{MPa}) \quad \dots \dots (4)$$

【0028】さらに、韌性と、延性の改善のためには、必要に応じて、熱間圧延に先立って、1150~1300℃で2h~48h保持する溶体化処理を施すことができる。すなわち、鋼片は不可避免的に合金成分が濃化したマイクロ偏析部を有するが、該偏析部は加熱変態点が低く、かつ焼入性が高いため、優先的に硬質相の生成箇所となる。従って、マイクロ偏析部が広く、及び/あるいは該偏析部の成分濃化が大きいと、最終の熱処理段階において、粗大なマルテンサイト相を生成して、韌性や延性の劣化につながる。そのため、鋼片のマイクロ偏析状態によっては、熱間圧延に先立ってマイクロ偏析部の縮小、濃化低減を目的とした溶体化処理を施すことによって韌性、延性が改善される。

【0029】本発明では、溶体化条件を、加熱温度：1150~1300℃、保持時間：2h~48hに限定する。加熱温度が1150℃未満では、長時間保持しても

るためである。なお、焼入れの冷却速度が本発明の範囲内であれば、その手段は問わない。すなわち、水冷以外に油冷、その他冷媒等によって冷却しても効果は異ならない。

【0024】該加速冷却によって冷却中に硬質相が形成されるが、韌性を劣化させる粗大上部ベイナイトやマルテンサイトの形成を抑制して、硬質相を韌性・延性両立に好ましい低温変態ベイナイト相主体組織とするためには、加速冷却を途中で停止する必要もある。すなわち、300℃未満の低温まで加速冷却を行うと硬質第二相がマルテンサイト主体組織となる恐れが大であり、逆に600℃超では加速冷却を停止した段階で残留オーステナイトの割合が高く、加速冷却停止後に粗大な上部ベイナイトを生成する恐れが高いため、本発明では、韌性・延性の両立のために必須の低温変態ベイナイト相の確保のために、加速冷却停止温度を300~600℃に限定する。

【0025】以上の本発明によれば、同一強度で比較した場合、既存の方法により製造した鋼に比べて優れた延性、特に一様伸びを達成することができる。すなわち、既存の方法によれば、一様伸びは平均的には、一様伸び(U-E1)を%、引張強度(T.S)をMPaで表した場合、

る。すなわち、同一強度でみて、既存の方法に比べて平均4%以上一様伸びが良好である。

【0027】なお、本発明の中で、硬質第二相形成のための最終の熱処理の再加熱温度を $A_{c_1}$  変態点+20℃以上、 $A_{c_3}$  変態点-50℃以下にさらに限定すれば、降伏比を75%以下でかつ、一様伸びレベルを(4)式で示す程度に向上させることができる。

Mn等の偏析元素の拡散が十分でなく、1300℃超では表面の酸化が著しくなるため、好ましくない。ただし、保持時間が2h未満では加熱温度が1300℃でも溶体化が十分でないため、保持時間の下限を2hとする。保持時間は長いほど偏析の減少に有効であるが、長時間高温に保持することは経済上好ましくなく、表面酸化の問題もあるため、1150℃の加熱でも韌性、延性の向上に効果が明確な保持時間として48hを上限とする。溶体化処理の加熱・保持段階で溶体化が十分達成され、組織調整は、鋼片組織によらず、その後の本発明の製造工程で達成されるため、溶体化処理の加熱・保持後の冷却条件は特に問わない。

【0030】以上が製造方法に関わる本発明の限定理由であるが、溶接構造用鋼として十分な製造を発揮し、低降伏比が低く塑性変形能に優れた低降伏比高張力鋼板を製造するためには、化学成分も併せて規定する必要があ

る。以下に、それぞれの化学成分の限定理由を述べる。

【0031】先ず、Cは鋼の強度を向上させる有効な成分として添加するもので、0.01%未満では構造用鋼に必要な強度の確保が困難であり、また、0.25%を超える過剰の添加は、硬質相が低温変態ベイナイト相であっても、該ベイナイト中のC量が過大となって韌性が顕著に劣化し、また、耐溶接割れ性なども著しく低下させるので、0.01~0.25%の範囲とした。

【0032】次に、Siは脱酸素素として、また、母材の強度確保に有効な元素である。0.01%未満の添加では脱酸が不十分となり、また強度確保に不利である。逆に1%を超える過剰の添加は粗大な酸化物を形成して延性や韌性劣化を招く。そこで、Siの範囲は0.01~1%とした。

【0033】また、Mnは母材の強度、韌性の確保に必要な元素であり、最低限0.1%以上添加する必要がある。しかし、3%を超える過剰な添加は、過剰なC含有と同様、硬質相による韌性劣化を生じ、溶接部の韌性、割れ性なども劣化させるため、上限を3%とした。

【0034】Pは不純物元素であり、極力低減することが好ましいが、溶接熱影響部の韌性確保の点から許容できる量として上限を0.02%とした。

【0035】SはMnSを形成して延性値を劣化させるため、本発明が対象としているような、延性を確保する必要のある鋼板では特に低減が必要な元素である。ただし、延性の劣化が大きくなり、実用的に許容できる上限として、その含有量を0.01%以下とする。

【0036】Alは脱酸、 $\gamma$ 粒径の細粒化等に有効な元素であり、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要があるが、0.1%を超えて過剰に添加すると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるた

$$D_I = 0.5 \cdot (C\%)^{1/2} \cdot (1 + 0.64 \cdot Si\%) \cdot (1 + 4.10 \cdot Mn\%) \cdot (1 + 0.27 \cdot Cu\%) \cdot (1 + 0.52 \cdot Ni\%) \cdot (1 + 2.33 \cdot Cr\%) \cdot (1 + 3.14 \cdot Mo\%) \cdot (1 + 1.50 \cdot W\%) \cdot \dots \cdot (1)$$

【0039】以上が本発明鋼の基本成分であるが、所望の強度レベルに応じて母材強度の上昇の目的で、必要に応じてNi、Cu、Cr、Mo、W、V、Ti、Nb、Ta、Zr、Bの1種または2種以上を含有することができる。

【0040】先ず、Niは母材の強度と韌性を同時に向上でき、非常に有効な元素であるが、効果を発揮させるためには0.1%以上含有させる必要がある。含有量が多くなると強度、韌性は向上するが6%を超えて添加しても効果が飽和するため、経済性も考慮して、上限を6%とする。次に、CuもほぼNiと同様の効果を有するが、1.5%超の添加では熱間加工性に問題を生じるため、0.05~1.5%の範囲に限定する。また、Crは母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じるためには0.05%以上必要であり、一方、2%

め、0.001%~0.1%の範囲に限定する必要がある。

【0037】NはAlやTiと結びついて $\gamma$ 粒微細化に有効に働くが、その効果が明確になるためには0.001%以上含有させる必要がある一方、過剰に添加すると固溶Nが増加して降伏比の増加や韌性の劣化につながる。溶接熱影響部の韌性確保の観点から許容できる範囲として上限を0.01%とする。

【0038】以上が本発明鋼の基本成分であるが、硬質第二相を延性・韌性の両立に有効な低温変態ベイナイト相とするために、前記の本発明の製造方法を前提とした上で、鋼の焼入性を適正化する必要がある。鋼の焼入性に対する化学成分の影響は、理想焼入れ臨界直径( $D_I$ 値)で一般的に表される。本発明者らは、本発明の製造方法における最終熱処理段階での第二相の焼入性を精度良く表すことができる $D_I$ 値を下記(1)式に示すように実験的に求め、該 $D_I$ 値と延性、韌性に好ましい第二相の出現条件との関係を詳細に検討した。その結果から、(1)式で示される $D_I$ 値を0.5~30の範囲に限定することとした。すなわち、 $D_I$ 値が0.5~30の範囲であれば、本発明の製造方法によって、材質に好ましくないマルテンサイトや粗大な上部ベイナイト相を抑制し、一様伸びが優れ、韌性も確保できる低温変態ベイナイト相を確実に形成できる。 $D_I$ 値が0.5未満であると、焼入性が過小のため、低降伏比化、強度一様伸びバランス向上に重要な役割を担う硬質相が形成されないため好ましくなく、一方、30超であると、焼入性が過大となり、韌性の劣るマルテンサイト相を本発明の方法によっても抑制できず、延性、韌性に好ましい第二相を形成することが困難となるため、好ましくない。

を超えて添加すると、韌性が劣化する傾向を有するため、0.05~2%の範囲とする。Moも母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じるためには0.1%以上必要であり、一方、2%を超えて添加すると、韌性が劣化する傾向を有するため、0.1~2%の範囲とする。WもMoと同様に、母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じるためには0.2%以上必要であり、一方、4%を超えて添加すると、韌性が劣化する傾向を有するため、0.2~4%の範囲とする。V及びNbはいずれも主として析出強化により母材の強度向上に寄与するが、過剰の添加で韌性が劣化する。従って、韌性の劣化を招かず、効果を発揮できる範囲として、Vは0.005~0.5%、Nbは0.005~0.5%とする。TiはTiNの形成により $\gamma$ 粒を微細化して韌性向上に有効な元素であるが、効果を発

揮できるためには0.003%以上の添加が必要である。一方、0.1%を超えると、Alと同様、粗大な酸化物を形成して靱性や延性を劣化させるため、上限を0.1%とする。Taも同様に析出強化や細粒化に有効であるが、効果を発揮するためには0.01%以上必要であり、0.5%超では逆に靱性劣化を生じるため、その範囲を0.01%~0.5%とする。Zrは析出強化や細粒化に効果を発揮する元素であるが、効果を発揮するためには0.005%以上の添加が必要である。一方、0.1%超の過剰の添加で析出物の粗大化による靱性の劣化を生じるため、0.005%~0.1%の範囲に限定する。Bは0.0002%以上のごく微量添加で鋼材の焼入性を高めて強度上昇に非常に有効であるが、過剰に添加するとBNを形成して、逆に焼入性を落としたり、靱性を大きく劣化させるため、上限を0.005%とする。

【0041】さらに、本発明においては、延性や溶接部の靱性(HAZ靱性)を向上させることを目的として、Y、Ca、Mg、REMの1種または2種以上を含有することができる。いずれも酸化物、硫化物の微細分散により延性特性を改善するとともに、溶接熱影響部(HAZ)の組織を微細化してHAZ靱性を向上せしめるが、その効果を発揮するためには、Yは0.001%以上、Caは0.0005%以上、Mgは0.0001%以上、REMは0.005%以上含有させる必要がある。一方、過剰に添加すると、酸化物、硫化物が粗大化して、それ自身が脆性破壊の起点となってHAZ靱性を逆に劣化させるため、上限をMgおよびCaは0.01%、YおよびREMは0.1%に限定する。

【0042】

【実施例】次に、本発明の効果を実施例によってさらに具体的に述べる。実施例に用いた供試鋼の化学組成を表1に示す。本発明の化学成分を有する鋼片番号1~10と、本発明の化学組成範囲を逸脱している鋼片番号11~15の鋼片を用いて、表2、表3に示す製造条件により鋼板を製造し、機械的性質を調査した。いずれも板厚中心部より試験片を採取した。採取方向はいずれも熱間圧延方向に平行な方向とした(L方向)。機械試験結果も合わせて表2、表3に示す。なお、表2に示す鋼板は、本発明のうちの加工熱処理による方法とその比較法によるものであり、表3に示す鋼板は、本発明のうちの再加熱処理による方法とその比較法によるものである。

【0043】表2、表3のうちの、鋼材No. A1~A20は本発明により製造したものであり、鋼材No. B1~B11は本発明のいずれかの要件を満足していない

比較例である。表2、表3に示すように、本発明により製造した鋼はいずれの強度レベルにおいても、低降伏比と良好な靱性が達成されており、かつ、延性特性、特に一様伸びも同一強度レベルで比較して、比較法に比べて顕著に向上していることが明らかである。一方、比較例である、鋼材No. B1~B11は、本発明の要件を満足していないため、降伏比、一様伸び、靱性のいずれか、あるいは全てが本発明に比べて明らかに劣っている。

【0044】比較例のうち、鋼材No. B1~B5は、本発明の要件のうち、化学組成が本発明を満足していない例である。鋼材No. B1は、Cが過剰に含有されているため、靱性が劣る。鋼材No. B2は、Mnが過剰であるため、やはり靱性が劣る。鋼材No. B3は、焼入性の指標である $D_I$ 値が過小であるため、本発明の製造方法によっても、硬質相の焼入性が不足であり、降伏比及び一様伸びが十分でない。一方、鋼材No. B4およびB5は、焼入性の指標である $D_I$ 値が過大であるため、本発明の製造方法によっても、硬質相が靱性に好ましくない硬質のマルテンサイト相になること避けられないため、靱性の劣化が著しい。

【0045】鋼材No. B6~B11は、製造方法が本発明の要件を満足していない例である。鋼材No. B6~B8は加工熱処理による製造方法における比較例であり、鋼材No. B6は、最終熱処理の加熱温度が過大であるために一様伸びと降伏比が劣り、鋼材No. B7は、最終熱処理の加速冷却の停止温度が低すぎるために、一様伸びと靱性が劣り、鋼材No. B8は、最終熱処理の加速冷却の停止温度が高すぎるために、硬質相の形成が十分でなく、一様伸びと降伏比が劣り、かつ、靱性も若干劣る。一方、鋼材No. B9~B11は再加熱処理による製造方法の比較例である。鋼材No. B9は、焼きならし温度が高すぎるため、靱性の劣化が大きく、鋼材No. B10は、最終熱処理の加熱温度が低すぎるため、加熱時に逆変態オーステナイト相が形成されないため、強度も低く、降伏比、一様伸びが劣り、鋼材No. B11は、最終熱処理の加速冷却の停止温度が低すぎるために、靱性の劣化が著しい。

【0046】以上の実施例から分かるように、本発明に係る製造方法により、低降伏比と優れた一様伸び特性を、靱性を劣化させることなく達成できることが明らかである。

【0047】

【表1】

【表1-1】

区分	鋼片 番号	化 学 成 分 (重量%)												
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Nb
本 発 明 例	1	0.15	0.35	0.96	0.012	0.005	0.036	0.0044	-	-	-	-	-	-
	2	0.12	0.21	1.46	0.009	0.002	0.054	0.0026	-	-	-	-	-	-
	3	0.08	0.19	1.44	0.010	0.003	0.015	0.0028	-	-	-	-	-	0.008
	4	0.12	0.03	1.45	0.008	0.002	0.030	0.0035	0.26	0.25	-	0.01	-	0.005
	5	0.05	0.28	1.56	0.010	0.003	0.057	0.0038	0.26	0.27	-	-	-	-
	6	0.13	0.22	0.97	0.008	0.001	0.066	0.0031	0.28	-	0.59	0.29	-	-
	7	0.10	0.26	0.78	0.009	0.002	0.056	0.0040	0.24	1.02	0.66	0.45	-	-
	8	0.11	0.16	0.75	0.008	0.003	0.075	0.0036	0.28	3.06	0.75	0.51	-	0.015
	9	0.02	0.27	1.68	0.009	0.002	0.059	0.0033	0.26	0.55	0.54	0.21	0.21	-
	10	0.08	0.09	0.56	0.010	0.001	0.004	0.0028	0.21	0.16	0.25	0.16	-	0.006
	11	0.29	0.11	0.59	0.015	0.005	0.054	0.0025	-	-	0.16	-	-	-
	12	0.13	0.15	3.05	0.011	0.006	0.021	0.0044	-	-	-	-	-	0.005
	13	0.02	0.21	0.77	0.012	0.002	0.031	0.0047	-	-	-	-	-	-
	14	0.15	0.35	1.77	0.009	0.002	0.035	0.0027	0.25	0.26	0.77	0.68	0.45	-
	15	0.13	0.51	2.55	0.009	0.004	0.028	0.0050	0.11	1.23	0.66	0.57	0.58	-

【0048】

【表2】

【表1-2】

区 分	鋼片 番号	化 学 成 分 (重量%)									D <sub>1</sub>	加熱変態点(℃)(注1)	
		Ta	V	Ti	Zr	B	Y	Ca	Mg	REM		Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>2</sub>
本 発 明 例	1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.17	745	860
	2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.37	740	865
	3	-	-	0.015	-	-	-	-	-	-	1.10	735	880
	4	-	0.035	0.010	-	-	-	-	-	-	1.53	725	840
	5	-	-	0.011	-	0.012	-	-	0.0012	-	1.19	720	890
	6	-	0.077	-	-	0.0009	-	0.0021	-	-	5.00	750	875
	7	-	0.040	-	-	0.0010	-	-	-	-	7.73	740	875
	8	-	0.048	0.009	-	0.0011	-	0.0018	-	-	14.84	700	815
	9	0.085	-	0.013	0.006	0.0021	0.0015	-	-	0.008	4.44	735	895
	10	0.052	0.046	0.004	-	-	-	0.0006	0.0008	0.006	1.34	745	885
比 較 例	11	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.35	740	800
	12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.67	715	820
	13	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.30	745	920
	14	-	0.051	-	-	0.0011	-	-	-	-	34.80	755	865
	15	-	-	0.009	-	-	-	-	-	-	61.23	725	835

注1) 加熱変態点: 鋼片から採取した試験片について昇温速度2.5℃/分で昇温したときの実測値

【0049】

【表3】

【表2-1】

区分	鋼材 No.	鋼片 番号	鋼片 厚さ (mm)	熱 間 圧 延 条 件						圧延後加速冷却条件		
				加熱 温度 (℃)	950℃超 累積圧下率 (%)	950℃以下圧延 累積圧下率 (%)	950℃以下圧延 開始温度 (℃)	950℃以下圧延 終了温度 (℃)	圧延後 冷却 (注1)	開始温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	停止温度 (℃)
本 発 明 例	A1	1	250	1050	20	88	925	850	AcC	790	25	<100
	A2	2	200	1050	33	89	920	830	AC	-	-	-
	A3	3	250	1150	50	80	900	810	AcC	780	25	450
	A4	4	250	1250	70	73	860	830	AcC	780	25	<100
	A5	5	160	950	0	83	890	830	AC	-	-	-
	A6	6	300	1150	50	67	830	800	AcC	770	10	350
	A7	7	250	1200	33	55	905	840	AcC	790	6	300
	A8	8	250	1150	25	60	950	820	AcC	750	6	250
	A9	9	150	1100	0	83	900	800	AC	-	-	-
	A10	10	200	1250	50	80	920	840	AcC	800	30	<100
	A11	3	250	1250	50	80	890	820	AC	-	-	-
	A12	3	250	1150	50	80	900	810	AcC	780	25	450
	A13	4	250	1050	50	84	850	800	AcC	760	25	<100
	A14	4	250	1050	50	84	850	800	AcC	760	25	<100
比 較 例	B1	11	200	1150	25	83	940	880	AC	-	-	-
	B2	12	250	1250	50	80	950	900	AC	-	-	-
	B3	13	200	1050	60	69	890	860	AcC	820	25	<100
	B4	14	250	1250	33	70	940	900	AC	-	-	-
	B5	15	250	1250	33	70	900	860	AC	-	-	-
	B6	3	250	1150	50	80	900	810	AcC	780	25	450
	B7	3	250	1150	50	80	900	810	AcC	780	25	450
	B8	4	250	1250	70	73	860	830	AcC	780	25	<100

注1) AC: 放冷、AcC: 加速冷却

【0050】

【表4】

【表2-2】

区分	鋼材 No.	鋼片 番号	鋼板 厚さ (mm)	最終熱処理条件			降伏 応力 (MPa)	引張 強度 (MPa)	降伏 比 (%)	一様 伸び (%)	破断 伸び (%)	vTrs (°C)
				加熱温度 (°C)	加速冷却 速度 (°C/s)	加速冷却 停止温度 (°C)						
本 発 明 例	A1	1	25	800	25	350	419	564	74.3	18.0	31.2	-68
	A2	2	15	800	30	350	441	592	74.5	17.5	31.0	-66
	A3	3	25	780	25	400	425	581	73.1	17.6	30.8	-75
	A4	4	20	750	25	500	486	715	68.0	15.0	29.7	-58
	A5	5	25	800	25	300	423	573	73.8	17.9	32.4	-66
	A6	6	50	780	10	400	610	815	74.8	13.3	27.6	-59
	A7	7	75	780	6	500	622	836	74.4	13.0	27.9	-61
	A8	8	75	740	6	450	830	1134	73.2	11.0	25.6	-94
	A9	9	25	780	15	350	604	821	73.6	13.4	29.2	-88
	A10	10	20	800	25	350	492	713	69.0	15.6	30.6	-79
	A11	3	25	780	25	380	420	586	71.7	17.3	29.9	-70
	A12	3	25	880	25	350	452	590	76.6	15.2	31.2	-81
	A13	4	20	750	25	500	503	718	70.1	15.2	28.9	-63
	A14	4	20	850	25	450	531	719	73.9	13.5	30.5	-70
比 較 例	B1	11	25	730	25	350	486	720	67.5	13.2	22.3	-2
	B2	12	25	750	25	400	490	707	69.3	14.0	23.1	-5
	B3	13	25	800	25	400	447	528	85.0	11.0	31.6	-30
	B4	14	50	800	10	400	854	1177	72.6	8.2	20.6	15
	B5	15	50	780	10	400	831	1250	66.5	5.9	18.4	18
	B6	3	25	950	25	500	526	605	86.9	11.3	28.7	-66
	B7	3	25	780	25	<100	420	623	67.4	12.6	22.7	-12
	B8	4	20	780	25	650	523	596	87.8	10.7	31.8	-30

【0051】

【表5】

【表3】

区分	鋼材 No.	鋼片 番号	鋼板 厚さ (mm) (注1)	焼入れまたは焼きならし条件			最終熱処理条件			降伏 応力 (MPa)	引張 強度 (MPa)	降伏 比 (%)	一様 伸び (%)	破断 伸び (%)	vTrs (°C)
				焼入れ/ 焼きならし 種類	加熱 温度 (°C)	冷却速度 (°C/s) (注2)	加熱温度 (°C)	加速冷却 速度 (°C/s)	加速冷却 停止温度 (°C)						
本 発 明 例	A15	1	25	焼入れ	930	25	800	25	380	407	560	72.7	18.6	31.0	-70
	A16	2	25	焼入れ	900	25	800	25	340	446	601	74.2	18.4	30.5	-66
	A17	3	25	焼きならし	900	-	780	25	450	411	576	71.4	19.0	32.4	-77
	A18	3	25	焼入れ	900	25	780	25	450	422	590	71.5	18.2	31.7	-80
	A19	4	25	焼入れ	850	25	800	25	500	499	713	70.0	15.3	28.7	-66
	A20	4	25	焼入れ	950	25	800	25	500	503	714	70.4	15.5	29.1	-70
比 較 例	B9	1	25	焼きならし	1200	-	800	25	400	388	557	69.7	16.9	25.7	-16
	B10	4	25	焼入れ	950	25	700	25	350	387	462	83.8	12.8	32.7	-80
	B11	4	25	焼入れ	950	25	800	25	<100	504	726	69.4	15.5	21.6	2

注1) 鋼板の製造方法: 鋼片加熱温度1150~1250°C、普通圧延—放冷

注2) 焼きならしは全て放冷

【0052】

【発明の効果】本発明により、溶接構造用鋼としての十分な強度を有し、かつ降伏比が低く、一様伸び等の延性特性に優れるとともに、低温靱性にも優れた靱性と延性に優れた高張力鋼を提供することが可能となる。本発明により製造した鋼は、例えば、海洋構造物、圧力容器、

造船、橋梁、建築物、ラインパイプなどの溶接鋼構造物一般に用いることができるが、低降伏比、高延性と靱性が両立できることから、特に耐震性を必要とする建築、橋梁等の構造物用鋼材として特に有用であり、本発明の、産業上の価値は極めて高い。

フロントページの続き

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08  
AA11 AA12 AA14 AA15 AA16  
AA17 AA19 AA20 AA21 AA22  
AA23 AA24 AA27 AA29 AA31  
AA33 AA35 AA36 AA37 AA39  
AA40 BA01 CA01 CA02 CA03  
CB02 CC03 CD02 CD03 CF02  
CF03